

明 細 書

表面被覆切削工具

技術分野

- [0001] 本発明は、基材表面に被覆膜を具える切削工具に関する。特に、優れた耐摩耗性を有すると共に、耐欠損性、耐チッピング性に優れ、切削性能を向上することができる表面被覆切削工具に関する。

背景技術

- [0002] 従来、切削工具や耐摩耗工具などとして、耐摩耗性及び表面保護機能の改善のために、WC基超硬合金、サーメット、高速度鋼などからなる基材表面に、AlTiSiの窒化物や炭窒化物からなる被覆膜を具えるものが知られている(例えば、特許文献1参照)。
- [0003] しかし、以下に示す最近の動向から、切削の際、工具の刃先温度はますます高温になる傾向にあり、工具材料に要求される特性は厳しくなる一方である。例えば、
1. 地球環境保全の観点から潤滑油剤(切削油剤)を用いない乾式(ドライ)加工が求められている、
  2. 被加工材(被削材)が多様化している、
  3. 加工能率を一層向上させるために切削速度が高速になってきている、などが挙げられる。
- [0004] そこで、例えば、特許文献2には、基材直上にTiN膜、その上にTiAlN膜、更にその上にTiSiN膜を具えることで、乾式の高速切削加工においても切削工具の性能が良好となることが開示されている。この特許は、従来、被覆膜としてTiAl化合物膜を具えると、切削加工中、膜表面の酸化により形成されるアルミナ層により酸素の膜内向拡散を抑制できるが、動的な切削加工を行うと、アルミナ層直下に形成されるポーラスな(多孔質の)Ti酸化物層によってアルミナ層が容易に剥離されて、酸化の進行防止を十分に行うことができなかったという課題を解決するもので、耐酸化性が極めて高く、かつ緻密なTiSi化合物膜を膜表面に具えることで、上記ポーラスなTi酸化物層が形成されず、性能の向上を図っている。

特許文献1:特開平7-310174号公報

特許文献2:特開2000-326108号公報

## 発明の開示

### 発明が解決しようとする課題

[0005] しかし、高速、高能率加工や完全に潤滑油剤を使わないドライ加工を行うためには、上記高温における被覆膜の安定性のみを考慮しているだけでは不十分である。即ち、いかに特性に優れた被覆膜を剥離や欠損を発生させずに、かつ密着性よく長時間に亘って基材表面に維持させるかをも考慮する必要がある。

[0006] 図1は、切削工具の典型的な刃先部分の構造を示す断面模式図である。通常、基材10において刃先は、図1に示すように逃げ面11とすくい面12とから構成され、多くの場合、逃げ面11とすくい面12とがつくる角 $\alpha$ は、鋭角又は直角である。このような形状の刃先に被覆膜20を形成すると、逃げ面11の膜厚aやすくい面12の膜厚bに比べて刃先先端部分の膜厚cが大きくなる。

[0007] 図2A～Cは、切削工具の被覆膜の摩耗の進行を示す断面模式図である。上記被覆膜20を具える切削工具において、刃先の理想的な摩耗の進行を説明すると、図2Aに示すように、まず、刃先先端部分の被覆膜20から徐々に摩耗され、図2Bに示すように基材10に達した後、図2Cに示すように基材10が露出されながら被覆膜20と共に摩耗されていくことである。

[0008] しかし、本発明者らが切削工具の摩耗状態を詳細に調査した結果、上記図2A～Cのように摩耗が進行せず、切削初期において、図3に示すように被覆膜20だけでなく基材10の刃先先端部分が既になくなって基材10が露出しており、その形態から、欠損していることがわかった。また、基材10において露出部分13は、既に酸化していることがわかった。これらのことから、上記特許文献2に記載されるような耐酸化性に優れた被覆膜を具えていても、切削初期に基材が露出されることで、工具寿命の著しい向上は困難であると考えられる。なお、図3は、切削工具のチッピングの状態を示す断面模式図である。

[0009] 従って、高速加工やドライ加工などといった過酷な条件に使用される切削工具において、被覆膜の耐酸化性を向上させることはもちろんであるが、切削初期に起こる刃

先の欠損やチッピングを抑制する、即ち、基材の露出を抑制させることが重要である。

[0010] そこで、本発明の主目的は、耐酸化性、耐摩耗性に優れると共に、被覆膜の耐欠損性、耐チッピング性を改善させて、切削性能に優れる表面被覆切削工具を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明の1つの局面によれば、基材上に被覆膜を具える表面被覆切削工具であって、前記被覆膜は、周期律表4a、5a、6a族金属、及びB、Al、Siからなる群から選択される1種以上の第一元素の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物から構成される硬質層を具え、前記硬質層は、以下を満たすことを特徴とする表面被覆切削工具が提供される：

(a) ナノインデンテーション法による硬さ試験において、

最大押し込み深さを $h_{max}$ 、荷重除荷後の押し込み深さ(圧痕深さ)を $h_f$ とすると  
き、

$(h_{max} - h_f) / h_{max}$ が0.2以上0.7以下

(b) 硬質層の膜厚が $0.5 \mu m$ 以上 $15 \mu m$ 以下

(c) ナノインデンテーション法による硬さが20GPa以上80GPa以下。

[0012] 好ましくは、硬質層は、Ti、Al、Siの窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなる。

[0013] 好ましくは、硬質層は、 $(Ti_{1-x-y} Al_x Si_y)$  ( $0 \leq x \leq 0.7$ ,  $0 \leq y \leq 0.2$ )の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなる。

[0014] 好ましくは、第一元素には、B、Mg、Ca、V、Cr、Zn、Zrからなる群から選択される1種以上の付加元素が含まれ、前記付加元素は、第一元素中に10原子%未満含む。

[0015] 好ましくは、硬質層は、 $(Al_{1-a-b-c} Cr_a V_b Si_c)$  ( $0 \leq a \leq 0.4$ ,  $0 \leq b \leq 0.4$ ,  $0 \leq c \leq 0.2$ ,  $a+b \neq 0$ ,  $0 < a+b+c < 1$ )の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなる。

[0016] 好ましくは、被覆膜には、更に、基材表面と硬質層との間に形成される中間層を具

え、前記中間層は、Tiの窒化物、Crの窒化物、Ti、及びCrのいずれかから構成される。

[0017] 好ましくは、中間層の膜厚が $0.005\mu\text{m}$ 以上 $0.5\mu\text{m}$ 以下である。

[0018] 好ましくは、基材は、WC基超硬合金、サーメット、高速度鋼、セラミックス、立方晶型窒化硼素焼結体、ダイヤモンド焼結体、窒化ケイ素焼結体、及び酸化アルミニウムと炭化チタンとを含む焼結体のいずれかから構成される。

[0019] 好ましくは、表面被覆切削工具は、ドリル、エンドミル、フライス加工用刃先交換型チップ、旋削用刃先交換型チップ、メタルソー、歯切工具、リーマ及びタップのいずれかである。

[0020] 好ましくは、被覆膜は、物理的蒸着法により被覆されている。

[0021] 好ましくは、物理的蒸着法がアーク式イオンプレーティング法、又はマグネトロンスパッタ法である。

#### 発明の効果

[0022] 以上説明したように本発明表面被覆切削工具によれば、高硬度で耐摩耗性に優れるだけでなく、特定の弾性回復量を有することで、耐欠損性や耐チッピング性に優れるという特有の効果を奏し得る。そのため、本発明工具は、切削初期に被覆膜と共に基材が欠損することを効果的に抑制することができる。従って、本発明工具は、高速加工や切削油剤を用いないドライ加工などであっても、被覆膜が剥離したりチッピングしたりしにくく、工具寿命を向上することができる。本発明は特に、高速、ドライ加工、断続切削、重切削などといった刃先温度が高温となるような切削条件での切削加工に適する。

#### 図面の簡単な説明

[0023] [図1]切削工具の典型的な刃先部分の構造を示す断面模式図である。

[図2A]切削工具の被覆膜の摩耗の進行を示す断面模式図であって、理想的な摩耗が行われている場合の切削初期を示す。

[図2B]切削工具の被覆膜の摩耗の進行を示す断面模式図であって、理想的な摩耗が行われている場合の切削中期を示す。

[図2C]切削工具の被覆膜の摩耗の進行を示す断面模式図であって、理想的な摩耗

が行われている場合の切削後期を示す。

[図3]従来の切削工具における切削初期の状態を示す断面模式図である。

[図4A]硬度試験の様子を説明する模式図であって、ナノインデンテーション法による硬度試験を示す。

[図4B]硬度試験の様子を説明する模式図であって、マイクロビッカース硬度試験を示す。

[図5]ナノインデンテーション法を用い、圧子を被覆膜表面に押し込んだ際の押し込み荷重と押し込み深さとの関係を示す概念グラフである。

### 発明を実施するための最良の形態

[0024] 本発明は、基材に設ける被覆膜の組成、膜厚、硬度を規定することに加えて、特定の性状、具体的には、弾性回復性を規定することで上記目的を達成する。

[0025] 即ち、本発明は、基材上に被覆膜を具える表面被覆切削工具であって、この被覆膜は、周期律表4a、5a、6a族金属、及びB、Al、Siからなる群から選択される1種以上の第一元素の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物から構成される硬質層を具え、この硬質層が以下の要件(a)～(c)を満たすことを特徴とする。

(a) ナノインデンテーション法による硬さ試験において、

最大押し込み深さを $h_{max}$ 、荷重除荷後の押し込み深さ(圧痕深さ)を $h_f$ とすると  
き、

$(h_{max} - h_f) / h_{max}$ が0.2以上0.7以下

(b) 硬質層の膜厚が $0.5 \mu m$ 以上 $15 \mu m$ 以下

(c) ナノインデンテーション法による硬さが20GPa以上80GPa以下

[0026] 切削工具の寿命の延長を図るには、刃先、特に、被覆膜の耐欠損性、耐チップング性を向上させることが重要である。本発明者らが検討した結果、切削時に刃先に加わる負荷に対して、被覆膜がある程度変形して追随することができれば、切削初期に発生する欠損やチップングを抑制することができる、との知見を得た。即ち、被覆膜が特定の弾性回復量を有する場合、耐欠損性、耐チップング性を向上させることができる。そこで、本発明では、硬質層において、特に、弾性回復量を規定する。そして、

弾性回復量として、ナノインデンテーション法による硬さ試験において最大押し込み深さを $h_{\max}$ 、荷重除荷後の押し込み深さ(圧痕深さ)を $h_f$ とすると、 $(h_{\max} - h_f) / h_{\max}$ を利用する。以下、本発明を詳細に説明する。

[0027] 本発明において、被覆膜には、上記特定の化合物から構成される硬質層を具える。被覆膜は、この硬質層のみから構成されてもよいし、後述する中間層や最表面層を更に具えていてもよい。また、硬質層は、単層でもよいし、複数層でもよい。そして、硬質層は、上記(a)弾性回復量の規定、(b)膜厚、(c)硬度の要件を満たすものとする。硬質層が複数層の場合、合計膜厚が上記(b)の要件を満たせばよく、また、硬質層全体に対して特定の深さに位置する層が上記(a)、(c)の要件を満たせばよい。具体的には、例えば、ナノインデンテーションの圧子の押し込み深さを合計膜厚の約 $1/10$ の深さとする場合、同深さに位置する層が上記(a)、(c)の要件を満たせばよい。

[0028] まず、ナノインデンテーション法について説明する。ナノインデンテーション法は、硬さ試験の一種であり(「トライボロジスト」第47巻 第3号(2002) 177~183ページ参照)、従来のヌープ硬度測定やビッカース硬度測定で行われている圧子押し込み後の圧痕形状から硬度を求める手法(以下、手法2と呼ぶ)と異なり、圧子の押し込み荷重と深さとの関係から硬度を求める手法(以下、手法1と呼ぶ)である。手法2では、図4Bに示すように圧子30の押し込み荷重が大きかったことから、被覆膜20の物性評価が被覆膜20のみのものでなく、被覆膜20の下にある基材10の影響を受けていた。被覆膜20下の基材10の影響を受けないように被覆膜20のみの硬度測定を行うには、圧子30の押し込み深さを膜厚の約 $1/10$ 以下とすることが必要であると言われている。例えば、被覆膜20の膜厚を $1\mu\text{m}$ とすると、圧子30の押し込み深さは、 $100\text{nm}$ 以下とすることが望まれる。ところが、手法2では、圧痕の大きさ $W$ を光学顕微鏡で観察するため、上記のような押し込みを行うと、圧痕形状を高精度に測定することが困難である。これに対し、手法1では、圧子30の押し込み深さを被覆膜20の膜厚の約 $1/10$ 以下としても、押し込み深さ $h$ (図4A)を機械的に測定するため、高精度に測定することができる。

[0029] 図5は、ナノインデンテーション法を用い、圧子を被覆膜表面に押し込んだ際の押

し込み荷重 $P$ と押し込み深さ $h$ との関係を示す概念グラフである。手法2では、通常、圧子の荷重を最大荷重となるまで徐々に増加させ、最大荷重 $P_{\max}$ となった後、荷重ゼロまで除荷させた際の押し込み深さを測定する。即ち、手法2では、図5に示す除荷後の圧痕深さ $h_f$ のみを測定する。これに対し、手法1では、除荷後の圧痕深さ $h_f$ だけでなく、圧子を押し込んだ際の最大押し込み深さ $h_{\max}$ をも測定する。本発明者らは、これら最大押し込み深さ $h_{\max}$ と除荷後の圧痕深さ $h_f$ との差 $h_{\max} - h_f$ から、被覆膜の弾性回復量が求められることを利用して、弾性回復量を示す指標として、 $(h_{\max} - h_f) / h_{\max}$ を規定する。

[0030] 上記弾性回復量は、大きければ弾性変形し易いがその反面軟らか過ぎて耐摩耗性が劣化する恐れがあり、小さければ硬度が高くなり耐摩耗性に優れるが、弾性変形しにくくなり切削時の衝撃により欠損やチッピングが生じ易くなる。そこで、耐欠損性、耐チッピング性の向上に有効な弾性回復量として下限を0.2、優れた耐摩耗性を具えるために必要な弾性回復量として、上限を0.7とする。より好ましい弾性回復量は、0.3以上0.65以下である。

[0031] また、上記のように弾性回復量は、硬度にも影響されるため、耐摩耗性と耐チッピング性(耐欠損性)の双方に優れた切削工具とするには、硬質層のナノインデンテーション法による硬さが20GPa以上80GPa以下であることが好ましい。そこで、本発明では、ナノインデンテーション法による硬さを上記のように規定する。より好ましい硬さは、25GPa以上60GPa以下、より好ましくは25GPa以上50GPa以下、更に好ましくは25GPa以上40GPa以下である。特に、連続旋削などの繰り返しの衝撃が少ない加工においては、高硬度な膜ほど、耐摩耗性に優れて好ましい。硬度は、例えば、同じ成膜条件(温度、ガス圧力、バイアス電圧など)とする場合、組成を変化させることで制御することができる。組成を同じくする場合は、成膜条件、具体的には、成膜時の温度、ガス圧力、バイアス電圧などを変化させることで、制御することができる。特に、50GPa以上の高硬度とするには、例えば、基板のバイアス電圧を従来よりも高くする、具体的には、 $-250 \sim -450\text{V}$ にすることが好適である。このように基板のバイアス電圧を高く設定することで、イオンの入射エネルギーが高くなるため、膜形成時に膜表面に導入される格子欠陥数が多くなって、膜を構成する結晶に大きな歪みが残る

。このことから、残留応力が高くなり、結果として膜の硬度を高めることができると考えられる。

- [0032] 本発明においてナノインデンテーション法による硬さ試験は、被覆膜の下にある基材の影響を受けないように、圧子の押し込み深さを膜厚の $1/10$ 以下となるように制御した状態で押し込み荷重を負荷するものとする。また、本発明においてナノインデンテーション法による硬さは、上記押し込み荷重を制御した硬さ試験にて測定したものとす。このような押し込み荷重の制御は、公知のナノインデンテーション装置で行うことができる。
- [0033] 硬質層の膜厚は、 $0.5\mu\text{m}$ 以上 $15\mu\text{m}$ 以下とする。厚みが $0.5\mu\text{m}$ 未満では、耐摩耗性の向上が見られず、 $15\mu\text{m}$ 超では、硬質層中の残留応力が大きくなり、基材との密着強度が低下するので好ましくない。より好ましくは、 $1.0\mu\text{m}$ 以上 $7.0\mu\text{m}$ 以下である。膜厚の測定は、例えば、切削工具を切断し、その断面をSEM(走査型電子顕微鏡)を用いて観察することで求めることができる。また、膜厚は、成膜時間を変化させることで変化させることができる。
- [0034] 上記特性を有する硬質層は、周期律表4a、5a、6a族金属、及びB、Al、Siからなる群から選択される1種以上の第一元素の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物から構成する。即ち、上記第一元素を一つ含む化合物でもよいし、上記元素を二つ以上含む化合物でもよい。例えば、周期律表4a、5a、6a族金属から選択される1種以上の元素と、B、Al、Siからなる群から選択される1種以上の元素とを含む化合物としてもよい。
- [0035] 好ましい硬質層としては、例えば、第一元素として、Ti、Al、Siの少なくとも1種を含む膜が挙げられる。即ち、Ti、Al、Siの窒化物、Ti、Al、Siの炭窒化物、Ti、Al、Siの窒酸化物、Ti、Al、Siの炭窒酸化物から構成されるものが挙げられる。このとき、特に好ましくは、 $(\text{Ti}_{1-x-y}\text{Al}_x\text{Si}_y)$  ( $0 \leq x \leq 0.7$ ,  $0 \leq y \leq 0.2$ )の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなることである。なお、上記元素の添え字 $1-x-y$ 、 $x$ 、 $y$ はいずれも、原子比を示しており、第一元素(この場合、Ti、Al、Siの三つの元素)の原子量を全体として示す。
- [0036] 上記 $(\text{Ti}_{1-x-y}\text{Al}_x\text{Si}_y)$ の化合物において、Ti、Al、Siの少なくとも1種は、硬質層の



構成元素として不可欠であり、少なくともTiを含有するものとする。Alを含有すると、耐酸化特性が向上するため好ましいが、多過ぎると、膜の硬度が低下するため、逆に摩耗が促進される恐れがある。そこで、Alの含有量(原子比) $x$ を $0 \leq x \leq 0.7$ とする。より好ましくは、 $0.3 \leq x \leq 0.65$ である。Siを含有すると、膜の硬度が向上するため好ましいが、多過ぎると、膜が脆くなり、逆に摩耗が促進される恐れがある。また、膜を形成する原料となる合金ターゲットを熱間静水圧加圧処理で作製する場合、 $y$ を0.2超としてSiを含有させると、合金ターゲットが作製中に割れることがあり、膜の成形(コーティング)に使用可能な材料強度が得られない恐れがある。そこで、Siの含有量(原子比) $y$ を $0 \leq y \leq 0.2$ とする。より好ましくは、 $0.05 \leq y \leq 0.15$ である。Ti、Al、Siの含有量(原子比) $1-x-y$ 、 $x$ 、 $y$ は、膜を形成する原料、例えば、合金ターゲットの原子比を変化させることで変化させることができる。

[0037] また、硬質層において、Tiを含有することにより、当該膜が優れた靱性を有するようになる。したがって、被膜に衝撃等の応力負荷が印加された場合にも、当該膜の自己破壊が防止され、微小な剥離やクラックの発生を抑制することができる。その結果、膜の耐摩耗性が向上する。また、硬質層において、Crを含有することにより、膜の耐酸化性を良好にすることができる。

[0038] 上記Ti、Al、Siの少なくとも1種を含む化合物、特にTiを含む化合物からなる硬質層中には、B、Mg、Ca、V、Cr、Zn、Zrからなる群から選択される1種以上の付加元素を含むことが好ましい。具体的には、第一元素中に10原子%未満含むことが好ましい。これらの元素を含むことで、詳しいメカニズムはわかっていないが、より高硬度な膜とすることができる。また、これらの元素を含むことは、切削中の表面酸化によって形成されるこれらの元素の酸化物がAlの酸化物を緻密化する作用を有している点からも好ましい。その他、B、Vの酸化物は低融点であるため、切削時の潤滑剤として作用したり、Mg、Ca、Zn、Zrの酸化物は被削材の凝着を抑える効果がある、などといった利点がある。

[0039] その他の好ましい硬質層としては、 $(Al_{1-a-b-c}Cr_aV_bSi_c)$  ( $0 \leq a \leq 0.4$ 、 $0 \leq b \leq 0.4$ 、 $0 \leq c \leq 0.2$ 、 $a+b \neq 0$ 、 $0 < a+b+c < 1$ )の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなるものが挙げられる。この硬質層は、金属成分と

してTiを含むのではなく、Alを含有させることで耐酸化特性を向上することができるだけでなく、熱伝導率が高くなり、切削加工時の発熱を工具表面から逃し易くすることができる。また、工具表面の潤滑性能を高める作用があると考えられ、耐溶着性を向上させることで、切削抵抗を減少させ、切屑の排出性をもよくすることができる。従って、Alの含有量は多いほど好ましいが、多過ぎると膜硬度が低下する傾向にある。そこで、Alの含有量は、この膜の主成分となる程度、具体的には、50原子%以上含むことが好ましく、膜硬度低下防止のため、上限は75原子%とすることが好ましい。即ち、 $1-a-b-c$ の範囲は、0.50以上0.75以下が好ましい。特に好ましくは、0.6以上0.7以下(60原子%以上70原子%以下)である。従って、 $a+b+c$ の範囲は、0.25以上0.50未満(25原子%以上50原子%未満)、特に0.3以上0.45以下(30原子%以上45原子%以下)が好ましい。なお、上記元素の添え字 $1-a-b-c$ 、 $a$ 、 $b$ 、 $c$ はいずれも、原子比を示しており、第一元素(この場合、Al、Cr、V、Siの四つの元素)全体を1として、各元素の割合を示す。また、上記「原子%」も同様に第一元素全体を100%として各元素の割合を示す。

[0040] また、この硬質層は、Al以外にCr及びVの少なくとも一方を含む。Cr及びVの少なくとも一方を含んだ場合、常温常圧で準安定相である立方晶のAl化合物を形成できる。例えば、窒化物を例に採ると、AlNは、通常、六方晶であるが、準安定相である立方晶となった場合、推定格子定数は、 $4.12\text{\AA}$ である。これに対し、常温常圧で立方晶が安定相であるCrNやVNの格子定数は、 $4.14\text{\AA}$ であり、上記立方晶のAlNの格子定数と非常に近い。そのため、いわゆる引き込み効果により、AlNは六方晶から立方晶となり、高硬度化する。即ち、CrやVを含有させることで、膜の結晶構造を立方晶として、膜硬度を向上し、優れた耐摩耗性を有することができる。従って、Cr、Vの含有量は、 $0 \leq a \leq 0.4$ 、 $0 \leq b \leq 0.4$ (但し、 $a+b \neq 0$ )とすることが好ましい。 $a$ 及び $b$ が0.4を超えると、逆に膜硬度が低下して、耐摩耗性の低下を引き起こす恐れがある。その他、Vを含んだ場合、切削時の高温環境により膜表面が酸化されるが、Vの酸化物が低融点であるため、切削時の潤滑材として作用して、被削材の溶着を抑える効果が期待できる。Crを含んだ場合、切削中の表面酸化によって形成されるCrの酸化物がAlの酸化物を緻密化して、膜硬度を高める効果が期待できる。従って、

耐摩耗性の更なる向上には、Crを添加させること及び過度に入れすぎないことが好ましく、 $0 \leq a \leq 0.4$ 、 $0 < b \leq 0.4$ 、 $0 < a + b \leq 0.4$ とすることがより好ましい。

[0041] また、Siを含有させた場合、膜の微細組織が200～500nm程度の柱状組織から、100nm以下の針状組織へと微細化すると共に、膜硬度の向上に寄与する。一方、多過ぎると膜が脆化し易く、合金ターゲットが作製中に割れて、膜成形の使用に耐え得る材料強度が有しない恐れがある。そこで、Siの含有量は、 $0 \leq c \leq 0.2$ とすることが好ましい。なお、微細組織は、例えば、TEM(透過型電子顕微鏡)観察にて調べることができる。

[0042] 上記硬質層と基材との密着性を向上するために、被覆膜には、更に、基材表面と硬質層との間に中間層を具えていてもよい。特に、中間層をTiの窒化物、Crの窒化物、Ti、及びCrのいずれかから構成する場合、上記元素又は窒化物は、硬質層と基材との双方に密着性がよいため、密着力を一層向上させて硬質層が基材から剥離するのを効果的に防止し、工具寿命を更に長くすることができて好ましい。また、中間層の膜厚は、 $0.005 \mu\text{m}$ 以上 $0.5 \mu\text{m}$ 以下が好ましい。 $0.005 \mu\text{m}$ 未満では、密着強度の向上が得られにくく、 $0.5 \mu\text{m}$ を超えても更なる密着力の向上は見られない。なお、硬質層及び中間層の双方が同じ組成、例えば、いずれもTiNからなる膜であってもよい。このとき、硬質層を構成する膜が上記(a)～(c)の条件を満たせばよい。

[0043] 特に、PVD法で成膜した場合、基材へのイオン入射エネルギーによって、Ti、Crは非常に活性な状態となり、成膜中を通して基材中および被膜中に原子の拡散が生じてTi、Crを含む中間層は、密着層として優れた機能を発揮することができる。したがって、TiまたはCrを含まない中間層のない場合に比べて、硬質被膜層が基材から剥がれることを抑制することができるので、切削工具の耐摩耗性が向上し、切削寿命を延長することができる。

[0044] また、Ti、Crを含む中間層は、硬質被膜層に比べて硬度が低いいため、切削開始時の刃先の衝撃を吸収する役目もあり、切削初期に発生する刃先の欠損を抑制することもできる。

[0045] その他、被覆膜には、最表面層として、炭化物又は炭窒化物からなる膜を具えていてもよい。具体的には、TiC、TiCN、TiSiCN、TiAlCNが挙げられる。詳しいメカニ

ズムはわかっていないが、本発明者らが調べたところ、鋼などの鉄系材料を被削材として、試料温度800℃のピンオンディスク試験で焼き付き状態を評価すると、炭化物又は炭窒化物からなる膜を最表面層として具えた切削工具では、焼き付きがほとんどなく、摩擦抵抗が小さくなった。このことから、最表面層として、炭化物又は炭窒化物からなる膜を具えると、切削抵抗を小さくして、工具寿命の延長に貢献すると考えられる。

[0046] 上記硬質層や中間層、最表面層を具える被覆膜は、結晶性が高い化合物を形成できる成膜プロセスにて作製されることが適する。そこで、種々の成膜方法を検討した結果、物理的蒸着法を用いることが好ましいとの知見を得た。物理的蒸着法としては、例えば、バランスドマグネトロンスパッタリング法、アンバランスドマグネトロンスパッタリング法、イオンプレーティング法などが挙げられる。特に、原料元素のイオン化率が高いアーク式イオンプレーティング法(カソードアークイオンプレーティング)が最適である。カソードアークイオンプレーティングを用いた場合、被覆膜を形成する前に基材表面に対して金属のイオンボンバードメント処理が可能であるため、被覆膜の密着性を格段に向上させることができ、密着性の観点からも好ましいプロセスである。

[0047] そして、上記特定の弾性回復量を有する硬質層を形成するために、硬質層中の結晶粒を微細化することが挙げられる。具体的には、平均粒径を2nm以上100nm以下とすることが好ましい。結晶粒を微細化する方法として、例えば、上記成膜方法において、成膜後に急冷処理を施すことが挙げられる。物理的蒸着法による成膜では、成膜後、徐冷を行うことが一般的である。これに対し、徐冷ではなく急冷処理を行うと、完全には理解されていないが、微細な結晶粒子が得られ、このような微細組織の場合、上記特定の弾性回復量が得られると考えられる。急冷処理としては、例えば、水冷可能な基材ホルダを具える成膜装置を用い、基材ホルダを水冷することが挙げられる。また、上記のように膜組成を制御する、具体的にはSiを適量含有させることも微細化に寄与する。

[0048] 本発明において基材は、WC基超硬合金、サーメット、高速度鋼、セラミックス、立方晶型窒化硼素(cBN)焼結体、ダイヤモンド焼結体、窒化ケイ素焼結体、及び酸化アルミニウムと炭化チタンとを含む焼結体から選択される1種から形成されることが好

ましい。

[0049] WC基超硬合金は、炭化タングステン(WC)を主成分とする硬質相と、コバルト(Co)などの鉄族金属を主成分とする結合相とからなるもので、通常よく用いられているものを用いるとよい。更に、周期律表4a、5a、6a族の遷移金属元素から選ばれる少なくとも1種と、炭素、窒素、酸素及び硼素から選ばれる少なくとも1種とからなる固溶体が含まれているものでもよい。固溶体としては、例えば、(Ta, Nb)C、VC、 $\text{Cr}_2\text{C}_2$ 、NbCなどが挙げられる。

[0050] サーメットとしては、例えば、周期律表4a、5a、6a族の遷移金属元素から選ばれる少なくとも1種と炭素、窒素、酸素及び硼素から選ばれる少なくとも1種とからなる固溶体相と、1種以上の鉄系金属からなる結合相と、不可避的不純物とからなるもので、通常よく用いられるものを用いるとよい。

[0051] 高速度鋼としては、例えば、JIS記号SKH2、SKH5、SKH10などのW系高速度鋼、SKH9、SKH52、SKH56などのMo系高速度鋼などが挙げられる。

[0052] セラミックスは、例えば、炭化ケイ素、窒化ケイ素、窒化アルミニウム、酸化アルミニウムなどが挙げられる。

[0053] cBN焼結体としては、cBNを30体積%以上含むものが挙げられる。より具体的には、以下の焼結体が挙げられる。

[0054] (1)cBNを30体積%以上80体積%以下含み、残部が結合材と鉄族金属と不可避的不純物とからなる焼結体。結合材は、周期律表4a、5a、6a族元素の窒化物、硼化物、炭化物並びにこれらの固溶体からなる群から選択される少なくとも1種と、アルミニウム化合物とを含むものである。

[0055] 上記cBN焼結体においてcBN粒子は、被削材としてよく用いられる鉄との親和性が低い上記結合材を介して主に結合され、この結合が強固であることから、基材の耐磨耗性と強度とを向上させる。cBN含有量を30体積%以上とするのは、30体積%未満となると、cBN焼結体の硬度が低下し易くなり、例えば、焼入鋼のような高い硬度の被削材を切削するには、硬度が不足するからである。cBN含有量を80体積%以下とするのは、80体積%を超える場合、結合材を介してcBN粒子同士の結合が困難になり、cBN焼結体の強度が低下する恐れがあるからである。

- [0056] (2) cBNを80体積%以上90体積%以下含み、cBN粒子同士が結合しており、残部が結合材と不可避的不純物とからなる焼結体。結合材は、Al化合物又はCo化合物を主成分とするものである。
- [0057] このcBN焼結体は、触媒作用を有するAl又はCoを含有する金属、或いは金属間化合物を出発原料として液相焼結を行うことで、cBN粒子同士を結合させ、かつcBN粒子の含有率を高めることができる。cBN粒子の含有率が高いことから、耐摩耗性が低下し易いものの、cBN粒子同士が強固な骨格構造を形成しているため、耐欠損性に優れ、過酷な条件での切削が可能となる。cBN含有量を80体積%以上とするのは、80体積%未満となると、cBN粒子同士の結合による骨格構造を形成することが難しくなるからである。cBN含有量を90体積%以下とするのは、90体積%を超えると、触媒作用を有する上記結合材が不足して、未焼結部分を生ずるため、cBN焼結体の強度が低下するからである。
- [0058] ダイヤモンド焼結体としては、ダイヤモンドを40体積%以上含むものが挙げられる。より具体的には、以下の焼結体が挙げられる。
- (1) ダイヤモンドを50～98体積%含み、残部が鉄族金属、WC及び不可避的不純物からなる焼結体。鉄族金属は、特に、Coが好ましい。
  - (2) ダイヤモンドを85～99体積%含み、残部が空孔、WC及び不可避的不純物からなる焼結体。
  - (3) ダイヤモンドを60～95体積%含み、残部が結合材及び不可避的不純物からなる焼結体。結合材は、鉄族金属と、周期律表4a、5a、6a族元素の炭化物及び炭窒化物からなる群から選択される1種以上と、WCとを含むものである。より好ましい結合材は、CoとTiCとWCとを含むものである。
  - (4) ダイヤモンドを60～98体積%含み、残部がケイ素及び炭化ケイ素の少なくとも1種、WC及び不可避的不純物からなる焼結体。
- [0059] 窒化ケイ素焼結体としては、窒化ケイ素を90体積%以上含むものが挙げられる。特に、HIP法(熱間静水圧焼結法)を用いて結合した窒化ケイ素を90体積%以上含む焼結体が好ましい。この焼結体において残部は、酸化アルミニウム、窒化アルミニウム、酸化イットリウム、酸化マグネシウム、酸化ジルコニウム、酸化ハフニウム、希土類

、TiN及びTiCから選ばれる少なくとも1種からなる結合材と不可避的不純物とからなることが好ましい。

[0060] 酸化アルミニウムと炭化チタンとを含む焼結体としては、体積%で酸化アルミニウムを20%以上80%以下、炭化チタンを15%以上75%以下含み、残部がMg、Y、Ca、Zr、Ni、Ti、TiNの酸化物から選ばれる少なくとも1種の結合材と不可避的不純物とからなる焼結体が挙げられる。特に、酸化アルミニウムは、65体積%以上70体積%以下、炭化チタンは、25体積%以上30体積%以下で、結合材は、Mg、Y、Caの酸化物から選ばれる少なくとも1種であることが好ましい。

[0061] 本発明工具は、ドリル、エンドミル、フライス加工用刃先交換型チップ、旋削用刃先交換型チップ、メタルソー、歯切工具、リーマ及びタップから選択された1種とすることが挙げられる。

[0062] 以下、本発明を実施例により詳細に説明するが、本発明はこれに限定されることを意図しない。

[0063] (実施例1)

以下に示す表面被覆切削工具を作製し、耐摩耗性を調べてみた。

#### (1) サンプルの作製

基材として、グレードがJIS規格P30の超硬合金、チップ形状がJIS規格のSPGN120308のものを用意し、公知のカソードアークイオンプレーティング装置の基材ホルダに装着した。基材ホルダは、水冷可能なものを用いた。まず、チャンバ内の圧力を減圧すると共に、基材ホルダを回転させながら装置内に設置されたヒータにてチップ形状の基材を温度650℃に加熱し、チャンバ内の圧力が $1.0 \times 10^{-4}$ Paとなるまで真空引きをした。次に、チャンバ内にアルゴンガスを導入して、チャンバ内の圧力を3.0Paに保持し、基材バイアス用電源の電圧を徐々に上げていって1500Vとし、基材表面のクリーニングを15分間行った。その後、チャンバ内のアルゴンガスを排気した。

[0064] 次に、被覆膜成分の金属蒸発源である合金製ターゲットを配置して、及び反応ガスとして、窒素、メタン、酸素のうち、所望の被覆膜が得られるガスを導入させながら、試料1〜29、51、52では、基材温度650℃、反応ガス圧2.0Pa、基材バイアス電圧を

−200Vに維持したまま、試料30〜32では、基材温度650℃、反応ガス圧2.0Pa、基材バイアス電圧を−350Vに維持したまま、カソード電極に100Aのアーク電流を供給して、アーク式蒸発源から金属イオンを発生させて被覆膜を形成した。そして、所定の膜厚になったところで蒸発源に供給する電流をストップさせた。そして、通常はこのまま徐冷するところを試料1〜32では、上記電流をストップさせてコーティングを終了させると同時にHeガスをチャンバ内に導入して充満させると共に、基材ホルダを水冷することで試料の急冷を行った。また、試料51、52では、通常通り徐冷を行った。なお、膜厚は、成膜時間を変化させることで変化させた。本例では各被覆層の成膜条件を同様としており、硬度は、組成を変化させることで変化させた。また、中間層としてTiからなる膜を具える試料は、成膜時にアルゴンガスを導入させながら形成した。本例では、被覆膜の形成をカソードアークイオンプレーティングで行っているが、別の手法、例えばバランスドマグネトロンスパッタリング法やアンバランスドマグネトロンスパッタリング法によっても可能である。

[0065] 上記工程により、基材上に被覆膜を具える試料1〜34、51、52を作製した。表1に各試料の被覆膜の膜種、膜厚を示す。本例において表1に示す化合物の組成は、XPS(X-ray Photoelectron Spectroscopy)にて行ったが、組成の確認は、透過電子顕微鏡に併設の微小領域EDX(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)分析や、SIMS(Secondary Ion Mass Spectrometry)によってもできる。また、硬質層においてナノインデンテーション法による硬度を測定した。測定した硬度、最大押し込み深さ $h_{max}$ 、弾性回復量 $(h_{max} - h_f) / h_{max}$ (但し、 $h_f$ は圧痕深さ)を表2に示す。なお、ナノインデンテーション法による硬度の測定は、硬質層に対して、圧子の押し込み深さが膜厚の1/10以下となるように押し込み荷重を制御して行った。また、測定は、ナノインデント(MTS社製 Nano Indenter XP)にて行った。更に、試料1〜32の結晶粒径をTEM観察により調べたところ、いずれも平均粒径が2〜100nmでの微細な組織であったのに対し、試料51、52では、200〜500nmであった。特に、Siを含有した硬質層は、上記平均粒径のうちでも小さい方であり、微細な針状組織を有していた。

[0066] [表1]



試料 No.	被覆膜				
	中間層		硬質層		
	膜種	膜厚 ( $\mu\text{m}$ )	膜種	反応ガス	膜厚 ( $\mu\text{m}$ )
1	TiN	0.1	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.55}\text{N}$	窒素	2.5
2	なし	0.0	$\text{Ti}_{0.35}\text{Al}_{0.6}\text{Si}_{0.05}\text{N}$	窒素	3
3	なし	0.0	$\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{C}_{0.1}\text{N}_{0.9}$	窒素, メタン	4.5
4	Cr	0.05	$\text{Ti}_{0.9}\text{Si}_{0.1}\text{C}_{0.1}\text{N}_{0.9}$	窒素, メタン	1.5
5	なし	0.0	$\text{Ti}_{0.4}\text{Al}_{0.4}\text{Si}_{0.2}\text{N}$	窒素	0.5
6	なし	0.0	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{Si}_{0.05}\text{B}_{0.05}\text{C}_{0.2}\text{N}_{0.7}$	窒素, メタン	2.6
7	Ti	0.005	$\text{Ti}_{0.4}\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.05}\text{Mg}_{0.05}\text{C}_{0.25}\text{N}_{0.7}\text{O}_{0.05}$	窒素, メタン, 酸素	3.0
8	なし	0.0	$\text{Ti}_{0.35}\text{Al}_{0.55}\text{Si}_{0.05}\text{Ca}_{0.05}\text{N}$	窒素	5.5
9	TiN	0.2	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{Si}_{0.05}\text{V}_{0.05}\text{C}_{0.2}\text{N}_{0.8}$	窒素, メタン	1.9
10	なし	0.0	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{Si}_{0.05}\text{Cr}_{0.05}\text{C}_{0.4}\text{N}_{0.6}$	窒素, メタン	1.5
11	CrN	0.3	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{Si}_{0.05}\text{Zn}_{0.05}\text{C}_{0.1}\text{N}_{0.9}$	窒素, メタン	3.0
12	TiN	0.5	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{Si}_{0.05}\text{Zr}_{0.05}\text{N}_{0.9}\text{O}_{0.1}$	窒素, 酸素	2.2
13	TiN	0.15	$\text{Ti}_{0.6}\text{Al}_{0.2}\text{N}$	窒素	15.0
14	TiN	0.2	$\text{Ti}_{0.35}\text{Al}_{0.65}\text{N}$	窒素	8.7
15	TiN	0.1	$\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.35}\text{Si}_{0.15}\text{N}$	窒素	6.2
16	TiN	0.4	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{Zn}_{0.05}\text{Zr}_{0.05}\text{N}$	窒素	2.4
17	TiN	0.3	$\text{Ti}_{0.45}\text{Al}_{0.45}\text{B}_{0.05}\text{V}_{0.05}\text{N}$	窒素	2.2
18	CrN	0.1	$\text{Cr}_{0.25}\text{Al}_{0.7}\text{V}_{0.05}\text{N}$	窒素	3.2
19	TiN	0.3	$\text{Cr}_{0.2}\text{Al}_{0.7}\text{Si}_{0.1}\text{C}_{0.3}\text{N}_{0.7}$	窒素, メタン	3.0
20	CrN	0.5	$\text{V}_{0.2}\text{Al}_{0.7}\text{Cr}_{0.1}\text{N}$	窒素	3.2
21	CrN	0.05	$\text{V}_{0.2}\text{Al}_{0.7}\text{Mo}_{0.1}\text{N}$	窒素	3.3
22	TiN	0.3	$\text{V}_{0.2}\text{Al}_{0.7}\text{W}_{0.1}\text{N}$	窒素	3.1
23	CrN	0.1	$\text{Al}_{0.7}\text{V}_{0.25}\text{Cr}_{0.05}\text{C}_{0.2}\text{N}_{0.75}\text{O}_{0.05}$	窒素, メタン, 酸素	3.2
24	なし	0.0	$\text{Al}_{0.7}\text{V}_{0.2}\text{Cr}_{0.05}\text{Si}_{0.05}\text{N}$	窒素	2.5
25	CrN	0.5	$\text{Al}_{0.65}\text{V}_{0.2}\text{Cr}_{0.1}\text{Si}_{0.05}\text{CN}$	窒素, メタン	3.9
26	Cr	0.05	$\text{Al}_{0.65}\text{V}_{0.35}\text{C}_{0.1}\text{N}_{0.9}$	窒素, メタン	5.7
27	なし	0.0	$\text{Al}_{0.65}\text{V}_{0.25}\text{Si}_{0.1}\text{N}$	窒素	4.3
28	なし	0.0	$\text{Al}_{0.65}\text{V}_{0.35}\text{N}$	窒素	3.5
29	なし	0.0	$\text{Al}_{0.6}\text{Cr}_{0.3}\text{Si}_{0.1}\text{N}$	窒素	2.9
30	Ti	0.05	$\text{Al}_{0.6}\text{Ti}_{0.35}\text{Si}_{0.05}\text{N}$	窒素	3.0
31	Cr	0.1	$\text{Al}_{0.75}\text{Cr}_{0.2}\text{V}_{0.05}\text{N}$	窒素	3.0
32	なし	0.0	$\text{Al}_{0.7}\text{Cr}_{0.3}\text{N}$	窒素	3.0
33	Cr	0.05	$\text{Al}_{0.7}\text{Cr}_{0.3}\text{N}$	窒素	3.0
34	Ti	0.05	$\text{Al}_{0.6}\text{Cr}_{0.3}\text{Si}_{0.1}\text{N}$	窒素	2.9
51	TiN	0.3	$\text{TiC}_{0.5}\text{N}_{0.5}$	窒素, メタン	2.5
52	TiN	0.3	$\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{N}$	窒素	3.2

試料No.	ナノインデントーション法		
	硬度 (GPa)	hmax (nm)	(hmax-hf) / hmax
1	26	220	0.45
2	30	250	0.50
3	28	400	0.67
4	30	120	0.55
5	31	45	0.62
6	38	250	0.30
7	33	280	0.44
8	34	350	0.65
9	39	100	0.41
10	40	100	0.49
11	48	250	0.38
12	36	200	0.54
13	24	350	0.25
14	28	350	0.21
15	29	350	0.47
16	37	200	0.56
17	36	200	0.43
18	35	280	0.55
19	38	280	0.48
20	33	280	0.54
21	34	280	0.58
22	32	280	0.61
23	35	280	0.28
24	38	200	0.31
25	33	300	0.37
26	34	500	0.55
27	32	400	0.45
28	32	300	0.40
29	36	300	0.38
30	78	250	0.50
31	69	250	0.38
32	55	250	0.44
33	57	250	0.46
34	37	250	0.40
51	29	200	0.15
52	26	250	0.10

[0068] (2) 耐摩耗性の評価

得られた試料1～34、51、52のそれぞれについて、表3に示す条件で乾式の連続切削試験及び断続切削試験を行い、刃先の逃げ面摩耗幅を測定した。その結果を

表4に示す。

[0069] [表3]

	連続切削	断続切削
被削材	SCM435	SCM435
切削速度 (m/min)	300	320
送り (mm/rev)	0.3	0.3
切り込み (mm)	2.0	1.5
切削時間 (min)	40	50

[0070] [表4]

試料No.	逃げ面摩耗幅 (mm)	
	連続切削	断続切削
1	0.077	0.071
2	0.069	0.069
3	0.084	0.081
4	0.071	0.073
5	0.062	0.061
6	0.052	0.049
7	0.061	0.055
8	0.058	0.057
9	0.059	0.055
10	0.061	0.052
11	0.051	0.044
12	0.063	0.05
13	0.102	0.111
14	0.091	0.098
15	0.074	0.071
16	0.069	0.067
17	0.071	0.072
18	0.074	0.072
19	0.075	0.077
20	0.081	0.079
21	0.079	0.081
22	0.082	0.085
23	0.058	0.059
24	0.052	0.051
25	0.045	0.044
26	0.057	0.057
27	0.049	0.047
28	0.055	0.056
29	0.050	0.052
30	0.045	0.081
31	0.049	0.072
32	0.042	0.056
33	0.038	0.049
34	0.036	0.041
51	0.234	欠け
52	欠け	欠け

[0071] 試験の結果、特定組成で特定の弾性回復量( $h_{\max} - h_f$ ) /  $h_{\max}$ を有する被覆膜を具える試料1～34は、いずれも欠損やチッピングが生じることなく、正常摩耗であった。特に、高速のドライ加工や断続切削といった過酷な条件であっても、優れた

耐摩耗性を有することがわかる。また、試料1～34は、切削中に被覆膜が剥離することがなく、密着性にも優れていた。これらのことから、試料1～34は、切削初期に被覆膜のみが摩耗し、次第に被覆膜と基材とが共に摩耗することができたと推測される。これに対し、弾性回復量 $(h_{\max} - h_f) / h_{\max}$ が0.2未満である試料51、52は、切削初期において欠損が生じてしまった。

[0072] 試料1～34のうち、Ti、Cr、TiN、CrNのいずれかからなる中間層を具える試料は、特に密着性に優れていた。また、試料1～34のうち、硬質層が炭窒酸化物や窒酸化物からなる試料7、12、23よりも炭窒化物からなる試料の方が被削材に焼き付きが生じにくかった。このことから、切削抵抗が小さくなったと推測される。更に、試料1～17、21、22のうち、B、Mg、Ca、V、Cr、Zn、Zrの少なくとも一つを含む試料は、その他の試料と比較して高硬度であった。その他、試料18～29、31～34に示すようにTiを含まない硬質層であっても、切削性能に優れることがわかる。

[0073] 上記試料1～34と同様にして中間層や硬質層の被覆を行った後、最表面層として、TiC、TiCN、TiSiCN、TiAlCNのうちのいずれかを形成した試料を作製し、表3に示す条件で乾式の連続切削試験及び断続切削試験を行ってみた。最表面層は、上記と同様にカソードアークイオンプレーティング装置にて形成した(膜厚:0.5  $\mu\text{m}$ )。すると、いずれの試料においても焼き付きがほとんど生じなかった。このことから、最表面層として、上記のような炭化物や炭窒化物からなる膜を具えると、切削抵抗をより小さくして、工具の長寿命化を改善できることがわかった。

[0074] (実施例2)

外径8mmのドリル(JIS規格K10の超硬合金)の基材を複数用意し、実施例1と同様の方法により、各基材上にそれぞれ被覆膜を形成して、被覆膜を具えるドリルを得た。被覆膜は、上記実施例1の試料2、11、16、19、32、51、52と同様のものとした。これら被覆膜を具えるドリルを用いて、SCM440( $H_R C30$ )の穴開け加工を行い、工具寿命を評価してみた。

[0075] 切削条件は、切削速度90m/min、送り量0.2mm/rev.、切削油剤を用いず(エアブローを使用)、深さ24mmの止まり穴加工とした。また、工具寿命の判定は、被削材の寸法精度が規定の範囲を外れた時点とし、評価は、寿命となるまでの穴開け

個数で行った。その結果を表5に示す。

[0076] [表5]

		試料 2-2	試料 2-11	試料 2-16	試料 2-19	試料 2-32	試料 2-51	試料 2-52
		膜種						
加工内容	寿命 判定基準	試料 2	試料 11	試料 16	試料 19	試料 32	試料 51	試料 52
ドリル穴開け 加工	加工数(穴)	5,600	7,600	4,900	8500	9,800	1,050	1,100

[0077] 表5に示すように、試料2-2、2-11、2-16、2-19、2-32は、試料2-51、2-52と比較して、寿命を大きく向上していることが確認された。このように寿命を向上することができたのは、耐摩耗性に優れると共に、耐欠損性、耐チップング性を向上したためであると考えられる。

[0078] (実施例3)

外径8mmの6枚刃エンドミル(JIS規格K10の超硬合金)の基材を複数用意し、実施例1と同様の方法により、各基材上にそれぞれ被覆膜を形成して、被覆膜を具えるエンドミルを得た。被覆膜は、上記実施例1の試料2、11、16、19、32、51、52と同様のものとした。これら被覆膜を具えるエンドミルを用いて、SKD11( $H_R C60$ )のエンドミル側面削り加工を行い、工具寿命を評価してみた。

[0079] 切削条件は、切削速度200m/min、送り0.03mm/刃、切り込み量 $A_d=12$ mm、 $R_d=0.2$ mm、切削油剤を用いず(エアブローを使用)とした。また、工具寿命の判定は、被削材の寸法精度が規定の範囲を外れた時点をも寿命とし、評価は、寿命となるまでの切削長さで行った。その結果を表6に示す。

[0080] [表6]

		試料 3-2	試料 3-11	試料 3-16	試料 3-19	試料 3-32	試料 3-51	試料 3-52
		膜種						
加工内容	寿命 判定基準	試料 2	試料 11	試料 16	試料 19	試料 32	試料 51	試料 52
エンドミル 側面削り	寸法精度が 外れる長さ	145m	160m	140m	230m	165m	21m	28m

[0081] 表6に示すように、試料3-2、3-11、3-16、3-19、3-32は、試料3-51、3-52と比較して、寿命を大きく向上していることが確認された。このように寿命を向上することができたのは、耐摩耗性に優れると共に、耐欠損性、耐チップング性を向上

したためであると考えられる。

[0082] (実施例4)

基材にcBN焼結体を用いた切削チップを作製し、この切削チップを用いて切削加工を行い、工具寿命を評価してみた。cBN焼結体は、超硬合金製ポット及びボールを用いて、TiN:40質量%、Al:10質量%からなる結合材粉末と平均粒径 $2.5\mu\text{m}$ のcBN粉末:50質量%とを混ぜ合わせ、超硬合金製容器に充填し、圧力5GPa、温度1400℃で60分焼結することで得た。このcBN焼結体を加工して、ISO規格SNG A120408の形状の切削チップ基材を得た。このようなチップ基材を複数用意した。そして、実施例1と同様の方法により、これら各チップ基材上にそれぞれ被覆膜を形成して、被覆膜を具える切削チップを得た。被覆膜は、上記実施例1の試料2、11、16、19、32、51、52と同様のものとした。これら被覆膜を具える切削チップを用いて、焼入鋼の一種であるSUJ2の丸棒(H<sub>R</sub>C62)の外周切削加工を行い、逃げ面摩耗量(Vb)を測定してみた。

[0083] 切削条件は、切削速度120m/min、切り込み0.2mm、送り0.1mm/rev.、ドライ(乾式)条件とし、30分間の切削を行った。その結果を表7に示す。

[0084] [表7]

		試料 4-2	試料 4-11	試料 4-16	試料 4-19	試料 4-32	試料 4-51	試料 4-52
		膜種						
加工内容		試料 2	試料 11	試料 16	試料 19	試料 32	試料 51	試料 52
外周旋削加工	Vb 摩耗量	0.109mm	0.088mm	0.097mm	0.072mm	0.082mm	0.325mm	欠け

[0085] 表7に示すように、試料4-2、4-11、4-16、4-19、4-32は、試料4-51、4-52と比較して、耐摩耗性に優れると共に、耐欠損性、耐チップング性にも優れることが確認された。

## 請求の範囲

- [1] 基材上に被覆膜を具える表面被覆切削工具であつて、  
 前記被覆膜は、周期律表4a、5a、6a族金属、及びB、Al、Siからなる群から選択される1種以上の第一元素の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物から構成される硬質層を具え、  
 前記硬質層は、以下を満たすことを特徴とする表面被覆切削工具。  
 (a) ナノインデンテーション法による硬さ試験において、  
 最大押し込み深さを $h_{max}$ 、荷重除荷後の押し込み深さ(圧痕深さ)を $h_f$ とするとき、  

$$(h_{max} - h_f) / h_{max}$$
が0.2以上0.7以下  
 (b) 硬質層の膜厚が $0.5 \mu m$ 以上 $15 \mu m$ 以下  
 (c) ナノインデンテーション法による硬さが20GPa以上80GPa以下
- [2] 硬質層は、Ti、Al、Siの窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなることを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [3] 硬質層は、 $(Ti_{1-x-y} Al_x Si_y)$  ( $0 \leq x \leq 0.7$ ,  $0 \leq y \leq 0.2$ )の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなることを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [4] 第一元素には、B、Mg、Ca、V、Cr、Zn、Zrからなる群から選択される1種以上の付加元素が含まれ、  
 前記付加元素は、第一元素中に10原子%未満含むことを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [5] 硬質層は、 $(Al_{1-a-b-c} Cr_a V_b Si_c)$  ( $0 \leq a \leq 0.4$ ,  $0 \leq b \leq 0.4$ ,  $0 \leq c \leq 0.2$ ,  $a+b \neq 0$ ,  $0 < a+b+c < 1$ )の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物からなることを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [6] 被覆膜には、更に、基材表面と硬質層との間に形成される中間層を具え、  
 前記中間層は、Tiの窒化物、Crの窒化物、Ti、及びCrのいずれかから構成されることを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [7] 中間層の膜厚が $0.005 \mu m$ 以上 $0.5 \mu m$ 以下であることを特徴とする請求項6に



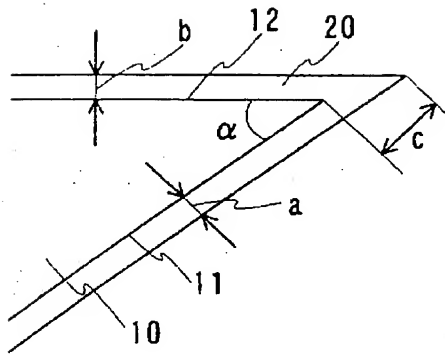
記載の表面被覆切削工具。

- [8] 基材は、WC基超硬合金、サーメット、高速度鋼、セラミックス、立方晶型窒化硼素焼結体、ダイヤモンド焼結体、窒化ケイ素焼結体、及び酸化アルミニウムと炭化チタンを含む焼結体のいずれかから構成されることを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [9] 表面被覆切削工具は、ドリル、エンドミル、フライス加工用刃先交換型チップ、旋削用刃先交換型チップ、メタルソー、歯切工具、リーマ及びタップのいずれかであることを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [10] 被覆膜は、物理的蒸着法により被覆されたことを特徴とする請求項1に記載の表面被覆切削工具。
- [11] 物理的蒸着法がアーク式イオンプレーティング法、又はマグネトロンスパッタ法であることを特徴とする請求項10に記載の表面被覆切削工具。

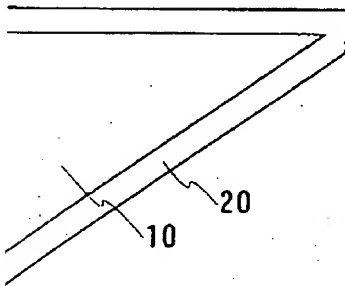
## 要 約 書

本発明は、基材上に被覆膜を具える表面被覆切削工具であって、被覆膜は、周期律表4a、5a、6a族金属、及びB、Al、Siからなる群から選択される1種以上の第一元素の窒化物、炭窒化物、窒酸化物、炭窒酸化物から選択される化合物から構成される硬質層を具え、この硬質層は、以下を満たす：(a) ナノインデンテーション法による硬さ試験において、最大押し込み深さを $h_{\max}$ 、荷重除荷後の押し込み深さ(圧痕深さ)を $h_f$ とすると、 $(h_{\max} - h_f) / h_{\max}$ が0.2以上0.7以下、(b) 硬質層の膜厚が $0.5 \mu\text{m}$ 以上 $15 \mu\text{m}$ 以下、(c) ナノインデンテーション法による硬さが20GPa以上80GPa以下。

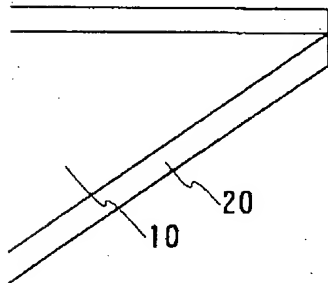
[図1]



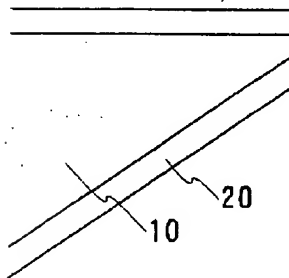
[図2A]



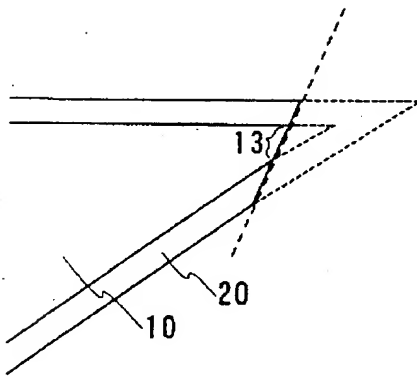
[図2B]



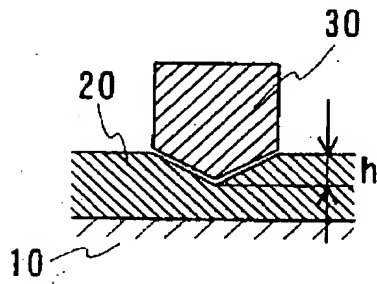
[図2C]



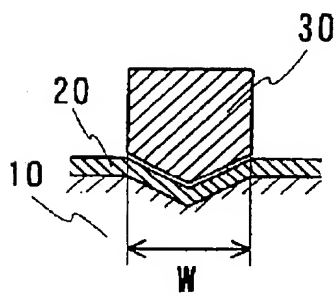
[図3]



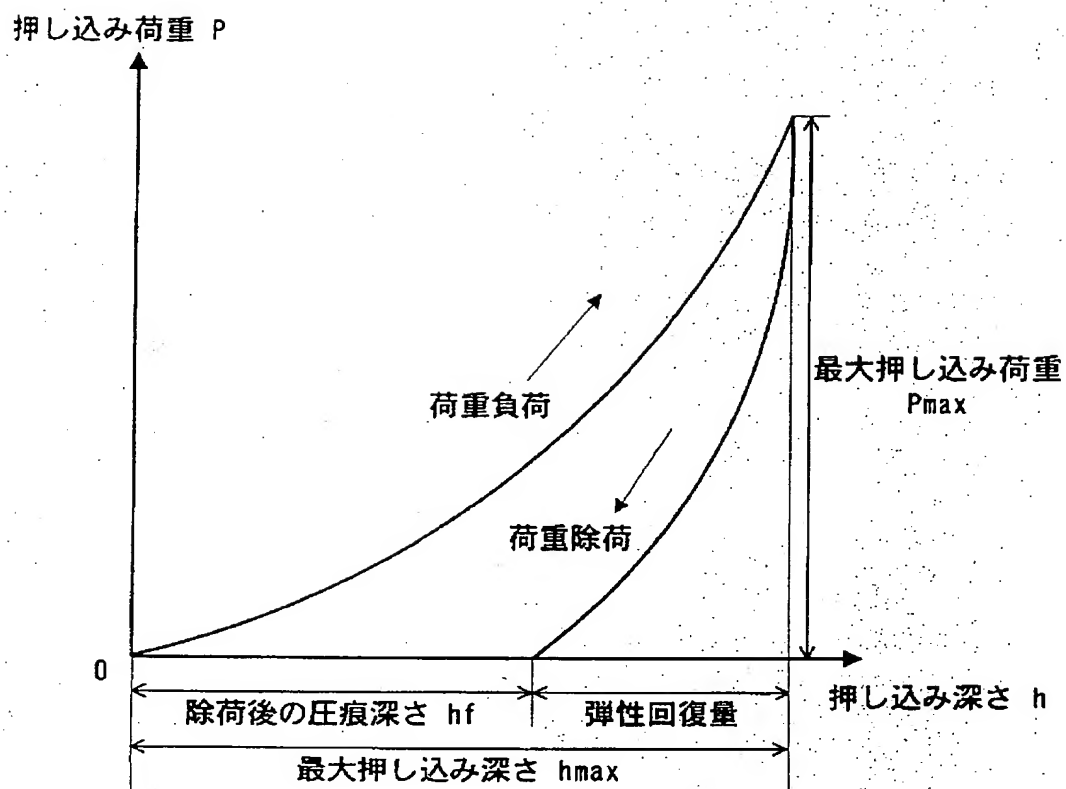
[図4A]



[図4B]



[図5]



U.S. AIR MAIL  
EV 656 951 788 US  
DEC 12 2005